

1/7/1

DIALOG(R)File 351:Derwent WPI

(c) 2001 Derwent Info Ltd. All rts. reserv.

010389604

WPI Acc No: 1995-290918/199538

**Super hard alloy coated by cobalt and iron gp. contg layers - comprising
hard, soft high toughness and hard layers imparting balanced wear and
break resistance**

Patent Assignee: HITACHI TOOL KK (HITA-N)

Number of Countries: 001 Number of Patents: 001

Patent Family:

Patent No	Kind	Date	Applicat NO	Kind	Date	Week
JP 7188946	A	19950725	JP 93349970	A	19931228	199538 B

Priority Applications (No Type Date): JP 93349970 A 19931228

Patent Details:

Patent No	Kind	Lan Pg	Main IPC	Filing Notes
JP 7188946	A	6	C23C-028/04	

Abstract (Basic): JP 7188946 A

The super hard alloy is coated by three layers: 1...hard layer having B1 type crystal structure, and its Co content is less than Co content of the base metal, 2...soft layer, or high toughness layer not containing B1 type crystal structure, 3...hard layer contains Fe group metals less than base material.

ADVANTAGE - The deterioration of wear resistance is prevented, and super hard alloy having balanced wear resistance and break resistance, is offered by the process of this invention.

Dwg.0/1

Derwent Class: M26; P54

International Patent Class (Main): C23C-028/04

International Patent Class (Additional): B23B-027/14; C22C-029/00;
C23C-014/06; C23C-016/30

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-188946

(43) 公開日 平成7年(1995)7月25日

(51) Int.Cl.⁶

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

C 2 3 C 28/04

B 2 3 B 27/14

C 2 2 C 29/00

C 2 3 C 14/00

16/30

A

Z

9241-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願平5-349970

(22) 出願日 平成5年(1993)12月28日

(71) 出願人 000233066

日立ツール株式会社

東京都江東区東陽4丁目1番13号

(72) 発明者 島 順彦

千葉県成田市新泉13番地の2 日立ツール

株式会社成田工場内

(72) 発明者 井上 洋明

千葉県成田市新泉13番地の2 日立ツール

株式会社成田工場内

(54) 【発明の名称】 高強度被覆超硬合金

(57) 【要約】

【目的】 本発明の目的は耐摩耗性の劣化を防止し、耐摩耗性、耐欠損性にバランスのとれた高強度被覆超硬合金を提供することにある。

【構成】 本発明は、CVD・PVD被覆の基体に、第1層-B1型結晶構造相を有し望ましくはそのC o含有量が基体内部のC o含有量より少ない硬質な層、第2層-軟質層もしくはB1型結晶構造相を含まない高靱性な層、第3層-基体よりF e族含有量の少ない硬質な第3層により形成する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 超硬合金基本表面に周期率表の4a、5a、6a族の炭化物、窒化物、炭窒化物、炭酸化物、炭窒酸化物及びA1酸化物、(TiAl)の窒化物、炭窒化物、炭窒酸化物のうち1種の単層又は2種以上の多層を0.5~25 μ m被覆した被覆超硬合金において、該超硬合金の基体がその最外層（以下第1層と称す）として、第2層より硬く、その厚さが0.5~5 μ mである層を有し、次いで、その内側に第2層として基体内部より硬さが10~500 μ mの厚みを有する軟質な層を有し、次いで、基体内部より硬い10~500 μ mの厚みを有する第3層を有する3層構造で構成した超硬合金基体を用いたことを特徴とする高強度被覆超硬合金。

【請求項2】 請求項1記載の被覆超硬合金において、(TiAl)の窒化物、炭窒化物、炭窒酸化物におけるTiの1部をFe、もしくはFe及びCrで置換したことを特徴とする高強度被覆超硬合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は耐摩耗性に優れ、かつ耐欠損性にも優れた切削工具、耐摩工具に用いられる被覆超硬合金に関する。

【0002】

【従来の技術】 一般に被覆超硬合金は耐摩耗性を向上すべく研究されたものであり、基体表面に硬質な皮膜を被覆することにより、耐摩耗性の向上に対しては満足のいく効果は認められるものの反面、脆性の劣化を来し、工具の耐欠損性が劣化する欠点を有するものである。この耐欠損性を向上させる手段として、特公昭57-39301号などに代表される種々の優れた提案がなされ、超硬合金基体の表面層をB1型結晶構造相のない脆性の優れたWC-C₀合金とすることにより、皮膜に発生したクラックの母材への伝播を防止し耐欠損性を向上せしめようとするものである。

【0003】 また、特公昭56-52111号に代表されるように基体表面部に軟らかい層を設け、同様の効果を得る一連の提案もなされている。（特公昭59-52703号等） 特公平5-58069号、特開昭57-194239号等に見られる基体表面部の含有C₀量を増し、基体表面部に脆性に富む層を形成させ同様の効果を得る提案もなされている。これらの提案は表現こそ違うものではあるが、基本的に基体表面に脆性のある層を形成し、皮膜に発生したクラックの母材への伝播を抑制し、その結果、工具の耐欠損性を向上せしめる点において共通するものである。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 これらの提案に基づく被覆超硬合金は、耐欠損性の向上には効果を発揮するものの、基体表面に軟質な層を形成するため耐摩耗性は著

しく低下するものであり、従って工具として耐欠損性は改善されるが所望の耐摩耗性は得られない結果となるものである。

【0005】 本発明者らは、これら表面に軟質な層、もしくはB1型結晶構造相を含まない軟質な層を有する超硬合金基体にCVD法により硬質皮膜を形成し、摩耗進行形態の詳細な評価を行った結果、摩耗進行がこれら軟質な層に切削中にミクロ的な塑性変形が発生し、この塑性変形に伴い皮膜に縞状の微細クラックが誘発され、クラックで分離されたそれぞれの小さな部が1つずつ破壊、脱落することにより進行することが確認された。更に細かく記述すればクラックの間隔は、刃先にほぼ平行にすくい面側に10~100 μ mの間隔で発生し、クラックで挟まれた領域が順次切粉とともに皮膜と母材の1部が同時に離脱されることにより進行するものである。この皮膜にクラックが発生し易い現象は、例えば軟らかい物質の上に薄いガラス板をのせ、局所的に応力をかけると容易に薄いガラスは割れる現象と類似のものである。

【0006】

【本発明の目的】 よって、本発明の目的は、上記従来技術の欠点を改善し、耐摩耗性の劣化を防止し、耐摩耗性、耐欠損性にバランスのとれた高強度被覆超硬合金を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明は、上述のように耐摩耗性の劣化の原因が軟らかい表面層の上に直接皮膜を形成する結果、基体表面の軟質層の塑性変形に誘発される皮膜内の微細クラックの発生にあるため、これを抑制するため、これらの軟質層、もしくはWC及びB1型結晶構造相を含まない軟質な層の上層にこの層より硬質な最外層（以下、第1層と称す）を形成し、次いで、その内側に5~30 μ mの厚みを有する軟質な第2層を形成し、さらに、その内側に基体内部より硬い10~500 μ mの厚みを有する第3層を形成し、この第3層と上述の硬質な第1層で軟質な第2層を挟むことより軟質な層の塑性変形を抑制し、強いては皮膜に切削中に生じるクラックの発生を抑制し、耐摩耗性を向上せしめるものである。

【0008】 つまり、上述のように軟らかい物質の上に直接薄いガラス板をのせ、局所的に応力を加えるとガラス板は容易に割れるが、軟らかい物質の上に薄くても硬い物質をのせ、その上にガラス板をのせた場合は局所応力に対し薄いガラスが割れにくくなる現象を応用したものである。

【0009】

【作用】 図1はその実施例として、本発明合金基体を表面から内部に向かいウルトラマイクロピカースにより硬さの変化を測定した結果を示す。基体最外層は、軟質な第2層より硬い第1層が形成され、次いで硬さが基体

内部より軟らかい、第2層が形成され、次いで、基体内部より硬い第3層が形成されていることが認められる。

【0010】この基体の製法の1つは、Tiの炭化物、炭窒化物、あるいは窒化物を含む超硬合金を真空中で焼結した後1~30 Torr中の窒素雰囲気中で10分から数時間保持する事により作製される。つまり、真空中で焼結を行うことにより金属学会誌第45巻第1号95~99ページに記されるようにB1型結晶構造相からの存在しないWC-CO層が表面に形成されることは公知である。次にこれを超硬合金製成分中窒素雰囲気中で保持することにより、窒素雰囲気中で最も生成自由エネルギーが低いTiNを窒素と接触している基体表面に形成すべく基体内部よりTi成分が表面に拡散し最表面でTiNもしくはTiCNが形成されるものである。

【0011】TiN、TiCNの形成により最表面は硬くなる傾向にあり、また窒素雰囲気中の圧力効果により、基体最表面のCO含有量は必然的に低下することによる相乗効果により基体内部より硬い第1層が形成される。又、第3層については必ずしも基体のCO含有量より少ない必要性はないが、COに富む第2層が焼結中に形成される段階で、基体内部よりCOが第2層に拡散していくため、必然的に第2層直下の領域のCOが第2層に拡散移動し、そのため第3層としてCO含有量が基体のそれよりも小さくなり、基体内部より硬い層が存在するわけである。

【0012】この基体の他の製法は、軟質層として上述と同じようにB1型結晶構造相を含まないWC-CO層を真空焼結により表面に形成させた後、不活性ガス雰囲気において、10 Torr~760 Torrの減圧下で保持するか、あるいは真空焼結後1~100気圧の不活性ガスによる加圧雰囲気下で保持することにより、表面内部のCOが内部に押し込むことが可能であることを本発明者らは確認した。従ってこの様な方法においても本発明合金基体を製造することが可能である。又、軟質層としてB1型結晶構造相を含まないWC-CO層を形成させたものだけでなく、例えば、減圧CH₄雰囲気中において焼結を行うことによりCOを表面近くにしみ出させたCOに富む軟質層を形成した後に、不活性ガス雰囲気において10 Torr~760 Torrの減圧下で保持するか、加圧雰囲気中で保持することによっても本発明合金基体を製造することは可能である。

【0013】この様に軟質な、あるいはB1型結晶構造相を含まない、靱性に優れる第2層を硬質な第1層、第3層で挟むことにより、第2層の塑性変形は抑制され皮膜に発生するクラックも発生し難くなるものである。又、皮膜に発生したクラックは第1層は容易に伝播するものの靱性に富む第2層でその伝播が抑制されるため工

切削条件1.

被削材 S50C Hs32
切削速度 220m/min

具の耐久損性を損なうことはない。

【0014】さらに、本発明には従来品に見られる基体の表面CO成分が容易に皮膜内へ拡散してしまい、その結果、皮膜直下にCOの存在した部分がポーアとなる現象をも解消するものである。基体の表面のCO含有量が多いと皮膜中へ拡散するCO量も増え皮膜直下には多数のポーアが発生し、耐久損性の劣化を招くものである。本発明に基づく合金は、基体表面のCO含有が少なく皮膜中へのCOの拡散に基づくポーアの発生が少なく靱性に富む第2層の効果と相乗し、若しくは耐久損性をも高めることである。

【0015】上述の如く、本発明によって得られる合金は、従来技術の耐摩耗性を改善すると同時に、更に耐久損性を向上せしめるものである。第1層の層厚は0.5μmより薄いと第1層として硬質層である特徴を発揮しなく、5μmを越えると耐久損性を損なうため、0.5μm~5μmの層厚が好ましい。

【0016】第2層は5μmより薄いと靱性向上の効果が認められず、また30μmを越えると例え第1層と第3層ではさんだとは言え、塑性変形し易くなるため5μm~30μmが好ましい。又、基体の硬さに比べ10%未満の硬さの低下では靱性層としての効果が認められず、50%を越える硬さの低下においては塑性変形し易くなるため基体内部より10~50%軟らかいとした。第3層は焼結条件により数百ミクロンを越えて発生するが、500μmを越えると靱性が劣化するため10μm~500μmが好ましい。以下、本発明合金を実施例に基づき説明する。

【0017】

【実施例】84WC-3TiC-1TiN-3TaC-9COの組成になるよう市販の2.5μmのWC粉末、1.5μmのTiC粉末、同TiN粉末、1.2μmのTaC粉末をボールミルにて96時間混合し、乾燥造粒の後CNMG432-全周ブリーカ型のTAインサートをプレスした。本発明合金は、真空中1400℃にて0.5~2hrの焼結を行い基体表面にB1型結晶構造相が存在しない層を形成させ、その後10 Torr N₂雰囲気中で30分~1hr保持し最表面にB1型結晶構造相を有する相を形成させ、本発明合金とした。尚、比較合金は真空中0.5~2hrの真空焼結のみとした。表面改質層の厚さ、硬さを測定した結果を表1に示す。硬さの測定にあたっては20g荷重のウルトラマイクロビッカース硬さ計を用いた。

【0018】これらの合金に、基体側より3μmTiCN-3μmTiC-3μmA1₂O₃-1μmTiNをCVD法で被覆し、以下の切削条件で切削テストを行った。その結果を表2に示す。

切削条件2.

S50C Hs32 4つ溝
100m/min

5 6

切り込み 2mm 2mm

送り 0.35mm/rev 0.5mm/rev

Wetにて耐摩耗性を評価 Wetにて欠損するまでの
衝撃回数を評価

【0019】

* * 【表1】

		焼結条件(min)		基体表面の各層厚と硬さ			基体内部 の硬さ
		真空焼結時間	N ₂ 中保持時間	第1層	第2層	第3層	
本 発 明 合 金	1	30	30	1.0 1630	8.0 1520	250 1540	1620
	2	60	45	2.0 1630	15.0 1320	305 1630	1590
	3	60	60	3.0 1640	14.0 1320	305 1630	1580
	4	120	30	1.5 1580	23.5 1250	420 1600	1520
	5	30	-	-	9.0 1320	250 1640	1630
	6	60	-	-	17.0 1320	305 1630	1600
	7	120	-	-	25.0 1250	420 1600	1530

(注) 上段: 層厚(μm)

下段: ピッカース硬さ

【0020】

* * 【表2】

		切削条件1	切削条件2	切削条件3
		30分後のクレータ 摩耗深さ(μm)	クレータ摩耗から 欠損する時間(min)	欠損する衝撃回数
本発明合金	1	0.030	175	3300
	2	0.051	150	3350
	3	0.069	137	3420
	4	0.081	118	3570
比較合金	5	0.188	51	2850
	6	0.208	45	3030
	7	0.251	35	3280

【0021】表1・表2に示されるように本発明合金は、クレータ摩耗の進行に対し著しい効果を発揮するだけでなく、耐欠損性も1ランク向上せしめるものであることが明かである。

【0022】80WC-5TiC-5TaC-10Co成る組成になるよう実施例1で用いた同様な粉末を用いて作製し、CNMG432-全周ブレード型のTAインサートをプレスした。その後1400℃にて30分真空

焼結を行い、次いで1350℃にて75% H₂+25% CH₄混合ガスを30 Torr導入し、10分間の処理を行うことにより基体表面にCoに富む軟化層を形成させた。本発明合金は、その後1350℃においてArガスを100 Torr導入し、10~30分間保持し最表面のCoを内部へ拡散させ、最表面に硬質な第1層を形成させた。これらの合金を基体側より6μm TiC-3μm Al₂O₃-1μm TiN成る皮膜をCVD法により

作成し、下記の切削条件において耐塑性変形性の比較を行った。

【0023】切削条件3.

被削材 S53C Hs33

切削速度 250m/min

切込み 2mm

送り 0.5mm/rev

*We t

切削時間 2分

塑性変形量は、逃げ面側に塑性変形により膨れが発生する。その高さによって評価を行った。それらの結果を表3・表4に示す。

【0024】

* 【表3】

		焼結条件(min)		基体表面の各層厚と硬さ			基体内部の硬さ
		H ₂ +CH ₄ 処理	A ₂ 処理	第1層	第2層	第3層	
本発明合金	8	10	10	0.5 1620	20.5 1250	250 1590	1500
	9	10	20	2.0 1600	19.0 1250	250 1590	1490
	10	10	30	4.5 1580	16.5 1220	250 1580	1485
比較合金	11	10	-	-	21.0 1250	250 1590	1485

【0025】

※ ※【表4】

		2分切削後の逃げ面側 塑性変形量(mm)	2分切削後のすくい面に 発生したクラック本数
本発明合金	8	0.10	10
	9	0.06	6
	10	0.05	4
比較合金	11	0.21	28

【0026】表3・表4の結果から明らかなように最表面部に硬質層を設けた本発明合金は極めて塑性変形を抑制し、工具の耐塑性変形性の改善に対し効果が認められるものである。

【0027】実施例1で用いた超硬合金基体上にPVD法により、TiCN、(TiAl)N、(TiAlF★

★e、Cr)Nを5μmの厚み形成し、実施例1と同様の切削テストを行い性能評価を行った。その結果を表5・表6に示す。

【0028】

【表5】

		焼結条件(min)		皮膜	基体表面の各層厚μm		
		真空焼結	N ₂ 中保持		第1層	第2層	第3層
本発明合金	12	60	45	TiN	2.0	15.0	305
	13	60	45	(TiAl)N	2.0	15.0	305
	14	60	45	(TiAlFe,Cr)N	2.0	15.0	305
比較合金	15	60	-	TiN	-	17.0	305
	16	60	-	(TiAl)N	-	17.0	305
	17	60	-	(TiAlFe,Cr)N	-	17.0	305

【0029】

【表6】

		15分後のクレター 摩耗深さ(μm)	クレター摩耗より 欠損する時間	切削条件3における 欠損する衝撃回数
本発明合金	12	0.125	65	6600
	13	0.092	68	7200
	14	0.051	121	10250
比較合金	14	欠損	12	4320
	16	0.285	18	4830
	17	0.291	49	5550

【0030】表5・表6の結果から明らかなようにPVD被覆を行った場合も同様に耐摩耗性の大幅な改善が可能である。

【0031】

【発明の効果】本発明合金は、CVD被覆はもちろん、PVD被覆を行った場合も同様に耐摩耗性の大巾な改善が可能であり、基体表面の軟質層の熱的な塑性変形を抑

制し、皮膜のクラックの発生を抑え長寿命化を達成したものであり、更に耐欠損性をも1ランク向上させることが明かである。

【図面の簡単な説明】

【図1】図1は本発明合金基体の表面から内部に向かう硬さの変化を示す。

【図1】

